

## ⑫ 公開特許公報 (A)

昭56—98444

⑪ Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 22 C 21/00  
F 16 C 33/12

識別記号  
C B L

庁内整理番号  
6735—4K  
8012—3J

⑬ 公開 昭和56年(1981)8月7日

発明の数 2  
審査請求 未請求

(全 8 頁)

⑭ AL—Sn系軸受合金

⑯ 特 願 昭55—798

⑰ 出 願 昭55(1980)1月8日

⑱ 発 明 者 奈良保  
豊田市緑ヶ丘3丁目24番地

⑲ 発 明 者 神谷荘司  
西尾市平坂町奥辰72番地

⑳ 出 願 人 大豊工業株式会社  
豊田市緑ヶ丘3丁目65番地

㉑ 代 理 人 弁理士 山崎宗秋 外1名

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

AL—Sn系軸受合金

## 2. 特許請求の範囲

(1)重量百分率で、Snが3から7%；Cr, Si, Mn, Sb, Ti, Zr, Ni, Fe, W, Co, Nb, V, Mo, Ba, Ca, Coからなる添加物グループのうち少なくとも1.0%を越えるCrを含む2種以上が総量で1.0を越え1.0%迄；Cu又は(及び)Mgが総量で0.1から0.8%未満迄；およびALが実質的に残部からなるAL—Sn系軸受合金。

(2)添加物グループのうち、CrとSiとが選択されている特許請求の範囲第1項記載のAL—Sn系軸受合金。

(3)特許請求の範囲第1項又は第2項に記載の合金に鍍金鋼板を圧接してなるAL—Sn系軸受合金。

(4)相手軸が球状黒鉛鋳鉄からなる特許請求の範囲第1項ないし第3項のいずれかに記載のAL—Sn系軸受合金。

(5)重量百分率で、Snが3から7%；Cr, Si,

Mn, Sb, Ti, Zr, Ni, Fe, W, Co, Nb, V, Mo, Ba, Ca, Coからなる添加物グループのうち少なくとも1.0%を越えるCrを含む2種以上が総量で1.0を越え1.0%迄；Cu又は(及び)Mgが総量で0.1から0.8%未満迄；Pb, Bi, Tl, Cd, Inのうち1種以上が総量で9%以下；およびALが実質的に残部からなるAL—Sn系軸受合金。

(6)添加物グループのうち、CrとSiとが選択されている特許請求の範囲第5項に記載のAL—Sn系軸受合金。

(7)特許請求の範囲第5項又は第6項に記載の合金に鍍金鋼板を圧接してなるAL—Sn系軸受合金。

(8)相手軸が球状黒鉛鋳鉄からなる特許請求の範囲第5項ないし第7項のいずれかに記載のAL—Sn系軸受合金。

## 3. 発明の詳細な説明

本発明は、AL母材にSnを添加するAL—Sn系軸受合金およびこれを鍍金鋼板に圧接した軸受材料に関する。さらに詳しくはAL—Sn系軸受合金に種々の添加金属を加えてその性質を改良したもの

で、高温時の硬さの低下を少なくするとともにSn粒子の粗大化を助ぐことにより、耐疲労性を増大させ、さらに耐摩耗性を向上させて特に硬さおよび表面粗さの大きい相手軸に対する耐久性を向上させたことを特徴としている。したがってこれを条件の厳しい内燃機関のクランク軸回りの軸受装置として利用すると顕著な効果が得られる。

近年の自動車用内燃機関は、内燃機関の小型、高出力化が要求され、かつ、排気ガス浄化対策のためのグローバिकास還元装置の取付等が要求されるようになると、軸受滑動材料はより高荷重、高温度の条件下で使用されることとなり、このような悪条件下では従来の軸受滑動材料は疲労破壊や異常摩耗を起してトラブルの要因となつていた。さらに、使用される軸についても、低コスト化を図るため従来の鍛造による軸から加工上安軸な球状黒鉛鋳鉄軸、あるいは軸粗さの大きい軸へと移行する傾向がみられ、これらのことから、なお一層高温下での耐疲労性、耐焼付性の向上、さらに耐摩耗性の向上が要求される。

- 3 -

こり、このことが疲労強度も低下させる原因であると考えられる。本発明の発明者等が高温下での硬さの低下しない合金やSnの動きにくい合金を内燃機関軸受の形状に加工し、高油温下で軸荷重疲労試験を行なった結果、疲労強度の向上が認められたことは上記考察を裏付けている。

また、以上の高温硬さの低下に基づく疲労強度の低下とは別に、従来のAl-Sn系合金では合金組織におけるSn粒子の粗大化も疲労強度の低下の原因となつていた。すなわち、アルミニウム軸受合金は、Al-Sn系合金を基金属液に圧接して形成するものが一般的であるが、両金属の接合強度を増すために、圧接後これを焼鈍する工程が不可欠であり、一般的にはこの焼鈍は、Al-Pbの金属間化合物の析出する温度以下で、温度が長く時間が長い程接合強度が大となる。ところが、従来のAl-Sn系合金は焼鈍によつて高温下におかれると、合金組織中でAl粒界およびSn粒子の粗大化が進行してしまうという欠点があつた。つまり従来のアルミニウム軸受合金では異金属液との接合強

- 5 -

しかして従来このような内燃機関の軸受として、例えば重量百分率でAl(残部)-Sn(3.5~4.5)-Si(3.5~4.5)-Cu(0.7~1.3)、Al(残部)-Sn(4~8)-Si(1~2)-Cu(0.1~2)-Ni(0.1~1)、Al(残部)-Sn(3~40)-Pb(0.1~5)-Cu(0.2~2)-Sb(0.1~3)-Si(0.2~5)-Ti(0.01~1)、Al(残部)-Sn(15~30)-Cu(0.5~2)、Al(残部)-Sn(1~23)-Pb(1.5~9)-Cu(0.3~3)-Si(1~8)等のAl-Sn系軸受合金が用いられて来た。

しかし、これらの従来合金は、上述の如く苛酷な条件下で自動車用内燃機関の軸受に使用された場合、内燃機関の高負荷運転が継続したとき等に短時間で疲労破壊の起ることがあつた。これは内燃機関内の潤滑用オイルが高負荷連続運転時に特に高温となり、例えば潤滑用オイルパン内のオイルの温度は130℃~150℃にも達することから、軸受はそのすべり面においてかなり高温になることが予想され、この結果従来のAl-Sn系合金ではこの系の共晶点が225℃付近にあるため高温下で硬さが急激に低下してSnの溶融や移動がお

- 4 -

度を増すために焼鈍すれば、Sn粒子の粗大化を招き、この粗大化はAl-Sn系合金の疲労強度を低下させる原因となつていた。

またこれらの従来のAl-Sn系軸受合金は、耐摩耗性に問題があり、特に相手軸が球状黒鉛鋳鉄軸のような表面が硬くかつ粗い軸である場合には、極端に耐摩耗性が低下し、疲労破壊を生じやすいという重大な問題点が存在した。

したがって本発明は、上記従来のAl-Sn系軸受合金の問題点を解消するため、第一に高温度において硬度の低下が少なく、その結果疲労強度の高いAl-Sn系合金を得ることを目的とする。

本発明の他の目的は、焼鈍工程または高温下での使用の際に、Sn粒子が粗大化せず、その結果疲労強度の高いAl-Sn系合金を得ることである。

本発明の別の目的は、耐摩耗性の高いAl-Sn系合金を得ることであつて、特に内燃機関のクランク軸に用いられる球状黒鉛鋳鉄軸あるいはこれに匹敵する硬く粗い軸に対して高い耐摩耗性を示す合金を提供する。

- 6 -

本発明のさらに他の目的は、前記合金を炭素鋼板に圧接した軸受材料およびこれらの材料を用いた内燃機関の軸受装置を得ることである。

本発明に係る Al-Sn 系軸受合金は、基本的には、Al 中で Sn が 3 から 7 重量%; Cr, Si, Mn, Sb, Ti, Zr, Ni, Fe, W, Co, Nb, V, Mo, Ba, Ca, Co からなる添加物グループのうち少なくとも 1.0 重量% を越える Cr を含む 2 種以上が総量で 1.0 を越え 10 重量%; Cu または ( 及び ) Mg が総量で 0.1 から 0.8 重量%; および Al が実質的に残部からなるもので、これにさらに総量で 9 重量% 以下の Pb, Bi, Te, Cd, In の 1 種又は 2 種以上を加えて性能をより向上させることができる。

ここでまず Sn の含有量について検討すると、一般的に Sn の含有量が多くなるとなじみ性、潤滑性は向上するが硬さが低下して軸受としての負荷能力が小さくなり、これとは逆に Sn の含有量が少くなると負荷能力は向上するが軸受合金としては硬くなり過ぎ、なじみ性等に劣るようになる。そして従来一般には、Sn の含有量の上限值は 15

- 7 -

改良は期待できても耐摩耗性の向上が望めず、一方後述するように他の添加物グループとの総量が 10 重量% 以上となると Al との金属間化合物が析出し過ぎ、軸受合金としては硬くなりすぎ、耐摩耗性は向上してもなじみ性が低下しすぎる。このことから Cr の添加量を 1.0 を越える範囲に設定したものである。上記高温硬さの向上についてさらに詳述すると、Cr は Al 中に固溶することによって Al の再結晶温度を上げ、かつ固溶すること自体で Al 地の硬さを上昇させるが、これと同時に数回の圧延によっても鍛造時に比して硬さが上昇する。再結晶温度を上げることは、内燃機関の軸受がさらされる高温領域でも安定した機械的性質を維持させるために効果があり、特に硬さについては、高温下での硬さの低下を少なくして高温領域での軟化を防ぐことができ、ひいては軸受強度の向上をもたらす。また固溶限を過ぎて析出する Al-Cr の金属間化合物は、ウィッカース硬さで 370 以上を示し、このためこの化合物が細かく分散することは高温硬さの維持を助けるので、C

- 9 -

程度、下限値は 3 程度とされているが、本発明は特にその範囲のうち、負荷能力の高い 3 ~ 7 重量% の範囲を Sn の含有量として設定したものである。

添加物グループ、すなわち Cr, Si, Mn, Sb, Ti, Zr, Ni, Fe, W, Co, Nb, V, Mo, Ba, Ca, Co のうち、少なくとも Cr を含む 2 種以上の添加は、主として耐摩耗性を向上させるために効果があるが、特に Cr の添加は、硬さの上昇と高温時の軟化を防ぐ点、および焼鈍によつても Sn 粒子の粗大化を招かないという点について効果がある。これら元素の添加量は、Cr は 1.0 重量% を越える ( 1.0 重量% を含まない ) 量を、その他の元素はそれぞれ微量以上とし、かつ総量で 1.0 を越え 10 重量%; 好ましくは 1.0 を越え 6 重量% の範囲で使用目的に応じて定めるものとする。

上記 Cr の添加量は、上記硬さの上昇と高温時の軟化防止および Sn 粒子の粗大化防止を図るためには 1 重量% に近い方が好ましい。しかしながら、この Cr の添加量が 1.0 重量% 以下では高温硬さ等の

- 8 -

れが適量分散することは良い効果を生ずる。

次に、Cr 添加による Sn 粒子の粗大化阻止効果について述べる。Sn 粒子の粗大化は Al-Sn 系合金が高温下におかれた場合 Al 粒界および Sn 粒子の移動が起るために生ずる現象であるが、Cr は上記のように Al-Cr の金属間化合物の析出物を作り、この析出物が Al 地金中に分散して存在するため、この金属間化合物が直接的には Al 粒界の移動を防ぎ、同時に Al 結晶粒の成長を妨げて Sn 粒子の移動、つまり Sn 粒子の粗大化を防ぐからであると考えられる。このことは圧延・焼鈍の繰り返しによつて微細化された Sn 粒子をそのままに保つことにつながり、前記種々の効果を持つのである。

また上述のように Sn 粒子が微細なまま保持されて、Al 地金中に存在するということは、同時に 232℃ という低い融点をもつ Sn 粒子の高温下での溶出現象を防止するためにも効果的であると考えられ、この観点からしても硬さの低下防止の効果が首肯される。

- 10 -

なお、以上は焼鈍に関してSn粒子の粗大化防止効果を述べたものであるが、以上の効果は軸受材料の使用環境が焼鈍に匹敵するような高温状態である場合にもそのまま妥当し、従つて高温硬さの低下防止を通じ、疲労強度の向上を図ることができる。

然して、上記Crを含む2種以上の添加物グループの総量は1.0を越え10%迄の範囲に設定しているが、その理由は、これら元素はその析出物（または晶出物、以下同じ）がAl地金中に分散する結果耐摩耗性が増大するのであるが、上述したように1%以下ではその効果が発揮されず、10%以上では析出物が多くなり過ぎ、圧延性が悪くなつて圧延、焼鈍の繰り返しが困難となりSn粒子の微細化が妨げられる。このような悪影響をより完全に除くため、上限は6%程度が好ましい。

これらのCrを含む添加物の析出物の形態としては、これら添加元素単体からなる析出物、これら添加元素相互の金属間化合物からなる析出物、これら添加元素とAlとの金属間化合物からなる析

- 1 1 -

出物、これら添加元素相互の金属間化合物とAlとの金属間化合物からなる析出物とがあるが、どの形態で析出物を形成しても耐摩耗性に効果がある。

これら析出物はウィツカース硬さで数百にも達し、非常に硬いため、軸との摩擦による軸受の摩耗をこれらの析出物により著しく減少させることができ、これら析出物がAl地金中に適量分散することは良い効果を生ずる。適量の範囲は前述のように1.0を越え10%迄を意味し、この範囲であれば上記析出物は均一分散し、なじみ性等に悪影響を与えることなく耐摩耗性を向上させる効果がある。

この耐摩耗性向上の効果は、表面の硬くかつ粗い軸を相手材とする場合において顕著である。一般に軸受の性能は相手材の硬さ、粗さに大きく左右され、例えば球状黒鉛鋳鉄軸を相手材として従来のAl-Sn系軸受材料を使用した場合には、耐焼付性、耐摩耗性等の軸受性能は著しく阻害される。球状黒鉛鋳鉄軸は、安価に製造できるため昨今

- 1 2 -

で抑えられ、安定した油膜が形成されるようになりこの結果球状黒鉛鋳鉄軸に対して特に耐摩耗性、耐焼付性を向上させることが認められる。

なおCrを除く添加物グループの各元素のうち、好ましい添加順位は、まずSi、次にMn、Si、次にZr, Mo, Fe, Co, 次にNi, Ti, Cu, 次にNb, W, V, 最後にBa, Caの順である。その理由は、Siはそれ自体の硬さおよび鋳造性に優れていることからこれを選択することが最も好ましい。Si以下の順位は、Al又は他の元素との金属間化合物の均一分散度合および鋳造性を考慮したものである。ただしその順位中、Mo, Fe, Coは耐蝕性にやや劣るので、特に耐蝕性が要求される使用条件下ではこれらの添加量を少なくし、或いは他の元素を用いる等の配慮が必要である。

次に本発明は、上記組成に加えて、さらに総量で0.1から0.8%未満のCuおよび（または）Mgを添加したものである。このCuおよび（または）Mgは高温下での硬さの低下をより小さくする目的で添加したもので、0.1%未満では硬さの上昇

- 1 4 -

ところが、本発明合金において上記添加物グループの添加によりAl地金中に生成される析出物は、球状黒鉛鋳鉄軸の上記バリよりも硬いため、これらの析出物により球状黒鉛鋳鉄軸の研摩バリを取り去る効果およびこれらの析出物が移着、凝着現象を起こしにくくする効果とを持つものであり、これにより軸受表面の摩耗の進行は比較的短時間

- 1 5 -

はそれ程期待できない。一方その上限値は、将に Sn を上述のように3~7%と小さい値に設定したときには、これを大きくすると硬くなりすぎて相手材を摩耗させる虞れが強くなるので、0.8%未満が好ましい。

またこの Cu および(または) Mg の硬さに関する効果は Cr と同時に添加して生じるもので、Cu および(または) Mg 単独では高温下での硬さの上昇の効果が期待できない。すなわち Cu および(または) Mg は Al 中に添加した場合に圧延時の硬さの上昇が大きく、同一圧延率でも他の元素を添加した Al 材料に比し、硬さの上昇は顕著であるが、200℃近く迄加熱すると容易に軟化し、高温硬さの維持は期待できない。これに対して Cr と Cu および(または) Mg を同時に添加すると、Cu および(または) Mg の添加効果によつて圧延時に高くなつた硬さが、焼鈍しても Cr の添加効果によりあまり低下しない。この硬さは高温時においても保たれ、従来合金に比べて高温強度のある合金となり、ひいては疲労強度の

- 15 -

ることができ、高い疲労強度の必要とされる軸受にも使用可能となり、さらに耐疲労に加えてなじみ性の向上も図ることができる。このような効果を得ることのできる Pb, Bi, Tl, Cd, In の1種または2種以上の添加量は0を含まない9%以下である。なお、これらの添加順位は、まず Pb, In 次に Bi, Cd、最後に Tl の順が好ましい。これは、Pb, In は圧力を受けたときに最も流動し易く、そのためすべり性、なじみ性に優れているからである。次の Bi, Cd は上記 Pb, In に比してやや硬く、融点もやや高い。最後の Tl は、その性質は Pb, In と同程度であるが、資源が乏しく高価であるからである。この Pb, Bi, In, Tl, Cd の1種または2種以上は、上記 Cu および(または) Mg とともに加えることにより、高温硬さの低下をより少なくすると同時に Sn の潤滑性を改善することができる。

上記組成の Al-Sn 軸受合金は、主に自動車用内燃機関のすべり軸受として使用されるが、この場合鍍金鋼板に圧接して用いるのが普通であり、この圧接後には接着強度を増すために焼鈍を行なつ

- 17 -

向上にもつながる。

さらに本発明軸受合金は、Pb, Bi, In, Tl, Cd の1種または2種以上を総量で0を含まない9wt%以下加えて、特に Sn の潤滑金属としての性質を改善することができる。この Pb, Bi, In, Tl, Cd は Cr と一緒に添加したときに効果が認められる。すなわち従来 Al-Sn 系合金の中にこれらの元素を添加することは考えられ、また一部行なわれているが、これらの添加元素を単独に加えると、Al-Sn 系合金中へ合金化されてしまうため Sn の融点が低くなつてしまうという欠点が避けられない。このため従来の Al-Sn 系合金は低温で Sn の溶融と移動が起こり易くなる結果、粗大な Sn 粒に成長しやすく、これを軸受として使用すると、尚良荷運転が連続したとき部分的に溶融して剥離することもありうる。これに対し本発明のように、Cr を加えることによつて Sn 粒を微細化し、かつその組織を高温でも維持できるようにしておくと、Pb, Bi, In, Tl, Cd を1種または2種以上加えても上記のような弊害は生ぜず Sn の潤滑性を改善す

- 16 -

ている。ところが前述のように従来の Al-Sn 系合金組織中の Al 粒界および Sn 粒子の移動が生じ、Sn 粒子が粗大化するため、硬さの低下、Sn 粒子の析出等の欠点が生じていた。これに対し本発明では、圧延、焼鈍の工程から生じる Al-Cr 金属間化合物の析出物が Al 粒界の移動を妨げるとともに Al 結晶粒の成長を阻止するので、焼鈍による上記悪影響を生じることがなく、このため焼鈍温度を上げて Al-Sn 系合金と鍍金鋼板との接着強度を増すことができる。なおこのことは、本合金が焼鈍に匹敵する高温下に置かれる場合にもその必要とされるから、軟化の防止を通じ疲労強度の向上に寄与することも同時に意味している。さらに耐摩耗性の向上にも効果があることが認められ、特に球状黒鉛鋳鉄軸に使用した場合大きな効果がある。

次に実施例によつて本発明を説明する。第1図は本発明に係る合金(試料)1~18と、比較用の合金(試料)19~21の組成を示すものである。

合金1~18は、ガス炉において Al 地金を溶

- 18 -

解し次に Al-Cu 母合金、Al-Mg 母合金、および Al と各添加物グループとのそれぞれの母合金を目的成分に応じて溶解し、脱ガス処理をし、金型に鋳造を行なったもので、その後圧延と焼鈍(350℃)を繰り返して試料を作り、高温硬さの測定を行った。次にこの試料をさらに圧延し、その後これらの合金と鍍金銅板とを圧接してバイメタル材とし、これを焼鈍した後平面軸受に加工して動荷重疲労試験を行なった。また比較用の合金 1 ヲ〜 2 1 についても上記合金と同一製造法で作成し、同一の試験を行なった。

第 2 図は、上記各合金について、常温での硬さと 200℃での硬さとをヴィツカース硬度で測定した結果、動荷重軸受疲労試験の結果、および相手軸を鋼軸とした場合と球状黒鉛鋳鉄とした場合との焼付試験の結果を示すものである。

上記動荷重軸受疲労試験は、次の試験条件により各合金に  $10^7$  回の繰返し荷重をかけた、その回数で疲労が生じる荷重の大きさを測定したものであ

- 19 -

## 試験条件

試験機	超高压焼付試験機
すべり速度	468 m/min
荷 重	50 Kg/cm <sup>2</sup> /20 min 漸増
潤滑油	SAE 10W30
潤滑方法	強制潤滑
潤滑油温	140℃±5℃
潤滑油圧	5 Kg/cm <sup>2</sup>
相手軸(1)	材質 S50C 表面粗サ 0.5 ~ 0.8 μm 硬さ Hv 500 ~ 600
相手軸(2)	材質 球状黒鉛鋳鉄(DCI) 表面粗サ 0.5 ~ 0.8 μm 硬さ Hv 200 ~ 300
軸受形状	径×巾 52×20 mm 半割メタル 表面粗サ 1 ~ 3 μm

第 2 図から明らかなように、本発明に係る合金 1 ~ 18 は比較材合金 19, 20 に比して高温領域において硬度が高い。特に比較材合金 20 が常温において本発明合金の一部より硬度の高いこと

- 21 -

る。

## 試験条件

試験機	曾田式動荷重試験機
すべり速度	400 ~ 470 m/min
潤滑油種	SAE 10W30
潤滑方法	強制潤滑
潤滑油温	140℃±5℃
相手材	材質 S55C 表面粗サ 1 μm 硬さ Hv 500 ~ 600
軸受形状	径×巾 52×20 mm 半割メタル 表面粗サ 1 ~ 3 μm
潤滑油圧	5 Kg/cm <sup>2</sup>

また、上記焼付試験は、次の試験条件で荷重を 20 分毎に 50 Kg/cm<sup>2</sup> ずつ増大させて焼付に至ったときの荷重を測定したものである。なお、相手軸が鋼軸の場合には下記の相手軸(1)を、球状黒鉛鋳鉄の場合には下記の相手軸(2)を使用した。

- 20 -

を考慮すれば、本発明合金は相対的に高温領域における硬度の低下が小さいことが理解される。

また耐疲労性についても本発明合金 1 ~ 18 は比較用合金 19, 20 に対して比較的良好な結果を示し、特に相手軸を球状黒鉛鋳鉄とした焼付試験では本発明合金は優れた結果を示している。また、比較用合金 21 は、硬さ及び耐疲労性の点で優れた結果が得られているが、焼付性に著しく劣っていることが理解される。

次に、第 1 図は上記焼付試験と同一の試験条件で相手軸を鋼軸(相手軸(1))として行なった摩耗試験、第 2 図は相手軸を球状黒鉛鋳鉄(表面粗さ 1 μm、硬さ Hv 200 ~ 300)として行なった摩耗試験の、それぞれの結果を示している。この試験では、本発明合金 2, 5, 7 および比較用合金 19, 20 をそれぞれの代表として試験を行なった。

第 1 図、第 2 図から明らかなように、本発明合金 2, 5, 7 は、比較用合金 19, 20 に比し摩耗量が極めて少ない。そして、耐摩耗性向上の効果は、第 3 図、第 4 図を比較すれば理解されるよ

- 22 -

うに相手軸として球状黒鉛鋳鉄を使用した場合の方が鋼軸を使用した場合より明確となる。

#### 4. 断面の簡単な説明

第1図は本発明合金および比較用合金の組成を示す組成図、第2図は第1図に示す合金について硬度、動荷重軸受疲労および焼付の各実験結果を示す図、第3図、第4図はそれぞれ代表的な合金について荷重を増加させた場合の摩耗量を示す図で、第3図は相手軸を鋼軸、第4図は相手軸を球状黒鉛鋳鉄としたものである。

特許出願人 大豊工業株式会社

代理人 井理士 山 崎 宗 秋

同 神 崎 真 一 郎

- 2 5 -

第 1 図

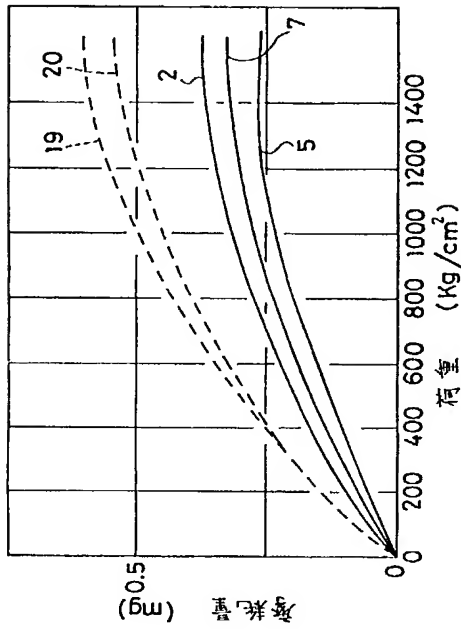
実施例		化学元素成分 (wt.%)																									
		Al	Sn	Cu	Mg	Pb	Bi	In	Tl	Cd	Cr	Si	Mn	Sb	Ti	Ni	Fe	Zr	W	Ce	Nb	V	Mo	Ba	Ca	Co	
合金例	1	残部	3.0	0.1							1.1	6.0															
	2	〃	4.0	0.5							5.0	3.0															
	3	〃	5.0	0.3							6.0	1.5															
	4	〃	6.5	0.7							2.0	8.0															
	5	〃	4.0	0.5		4.0					1.1	0.2															
	6	〃	5.0	0.2		0.5					3.0	5.0															
	7	〃	6.0		0.5		1.0	0.5			2.0		2.0	0.5	0.5												
	8	〃	3.0	0.2	0.2	7.0	0.5		0.5	1.0	4.0						3.0										
	9	〃	5.0	0.5		2.0	3.0				1.5					1.0											
	10	〃	5.0	0.5		3.0					2.0							0.5									
	11	〃	5.0		0.6	4.0					3.0			0.1										2.0			
	12	〃	4.0	0.2		4.0					4.0								1.0								
	13	〃	3.0	0.1				3.0			1.5									1.0	2.0						
	14	〃	5.0	0.5		3.0					2.0	2.0									1.0					1.0	
	15	〃	5.0	0.5		4.0					1.5	3.0											1.0				
	16	〃	5.0		0.3	3.0		1.0			2.0								1.0						1.0		
	17	〃	5.0	0.3		1.0					2.0	1.0	2.0		0.1												
	18	〃	6.5	0.5							2.0				4.0												
	19	〃	6.0																								
	20	〃	5.0	2.0																							
	21	〃	5.0	2.5								1.3					2.0	0.3									
合金例																											

第 2 図

炭素鋼	硬さ (Hv)		疲労荷重 Kg/cm <sup>2</sup>	焼付荷重 (Kg/cm <sup>2</sup> )	
	常温	200°C		鋼軸	DCI
1	38	18	560	600	600
2	45	22	480	600	600
3	45	20	440	600	600
4	52	25	600	600	600
5	40	18	560	750	750
6	41	20	480	550	550
7	55	28	520	650	650
8	51	22	480	700	700
9	48	21	480	600	600
10	45	21	600	700	700
11	44	22	560	700	700
12	49	20	480	700	700
13	36	18	480	600	600
14	42	20	560	750	750
15	46	21	560	800	800
16	43	20	480	600	600
17	48	23	560	700	700
18	42	20	480	700	700
19	28	12	440	600	100
20	46	16	480	650	100
21	60	28	600	700	300

本表は、炭素鋼の疲労強度を示す。

第 3 図



第 4 図

